冷却速率对急冷 Fe-Al-Nb 三元合金凝固组织形成的影响

谷倩倩 阮 莹 朱海哲 闫 娜

(西北工业大学应用物理系 西安 710072)

摘 要 采用单辊急冷技术研究了 $Fe_{67.5}Al_{22.8}Nb_{9.7}$ 三元合金的快速凝固和组织形成规律。当辊速从 10 m/s 增大到 40 m/s 时，合金条带厚度减少一个数量级，冷速增加了 7 倍；辊速为 40 m/s 时样品形状除规则条带外还出现了鱼骨状条带和球状液滴。合金显微组织由 $Nb(Fe, Al)_2$ 和 α-Fe 组成，随着辊速增大凝固组织特征发生变化并且显著细化。随着辊速的增大，合金条带近自由面凝固组织则由初生 α-Fe 相和层片共晶向碎断层片共晶转变，近辊面凝固组织始终由不规则共晶组成。辊速达到 40 m/s 时，规则条带完全由不规则共晶组成；合金液滴由于获得的冷速相对较低，其凝固组织主要由初生 α-Fe 相和层片共晶组成，且随着液滴直径的减小初生相由树枝晶向等轴晶转变。

关键词 Fe-Al-Nb 三元合金，快速凝固，显微组织，冷却速率，共晶

中图分类号 TG113 文章编号 0412-1961(2017)×-××-×

Influence of Cooling Rate on Microstructural Formation of Melt-Spun Fe-Al-Nb Ternary Alloy

GU Qianqian, RUAN Ying, ZHU Haizhe, YAN Na

Department of Applied Physics, Northwestern Polytechnical University, Xi'an 710072, China

Correspondent: RUAN Ying, associate professor, E-mail: ruany@nwpu.edu.cn

Supported by National Natural Science Foundation of China (Nos.51327901, U1660108 and 51301138), Aviation Science Foundation of China (No.2014ZF53069), Shaanxi Industrial Science and Technology Project (No.2016GY-247) and NPU Foundation for Fundamental Research (No.3102015ZY077)

Manuscript received 2016-09-14, in revised form 2017-03-03

资助项目 国家自然科学基金项目 Nos.51327901、U1660108、51301138，航空科学基金项目 No.2014ZF53069，陕西省科学技术研究发展计划工业科技攻关项目 No.2016GY-247 和西北工业大学基础研究基金项目 No.3102015ZY077

收稿日期 2016-09-14 **定稿日期** 2017-03-03

作者简介 谷倩倩，女，1990 年生，硕士生

通讯作者 阮 莹，ruany@nwpu.edu.cn，主要从事新型合金的快速凝固机理与性能的研究

DOI 10.11900/0412.1961.2016.00415

ABSTRACT Fe-Al-Nb ternary alloys as a sort of high-temperature structure materials are paid more attention in recent years. The pseudobinary eutectic composed of $Nb(Fe, Al)_2$ and *α*-Fe phases in Fe-Al-Nb alloy transformed from lamellar shape to fiber with the increase of growth rate in directional solidification. Heat treatment techniques were applied to investigate the strengthening mechanism related to microstructural formation. However, influence of rapid cooling rate on microstructure especially pseudobinary eutectic is not clear yet. In this work, rapid solidification and the microstructural formation of $Fe_{67.5}Al_{22.8}Nb_{9.7}$ ternary alloy were investigated by melt spinning technique to reveal the rapid solidification mechanism of the alloy. As the wheel rate increases from 10 m/s to 40 m/s, the thickness of alloy ribbon decrease by one order of magnitude, *i.e.* from 67.70 μm to 4.69 μm, the cooling rate increases by seven times, *i.e.* from 1.24×10^6 K/s to 9.53×10^6 K/s. Consequently, the sample shape transforms from regular ribbon to regular ribbon, fishbone-like ribbon and droplets. The microstructure consists of $Nb(Fe, Al)_2$ and α-Fe phases. The rise of wheel rate leaded to the microstructural transition and refinement, as well as the refinement in terms of eutectic interlamellar spacing and grain size (*i.e.* grain diameter) measured using Image-Pro Plus software. On condition that the wheel rate is less than 40 m/s, the ribbon microstructural characteristics are divided into two regions, *i.e.* primary *α*-Fe phase plus lamellar pseudobinary eutectic near free surface region and anomalous pseudobinary eutectic near roller surface region. As the wheel rate increases from 10 m/s to 30 m/s, lamellar eutectic becomes fragmented and the amount of anomalous pseudobinary eutectic enlarges. Once the wheel rate is up to 40 m/s, anomalous pseudobinary eutectic is the only microstructure of the fishbone-like ribbon. Meanwhile, the alloy droplets with the diameter size ranging from 90 to 1500 μm were achieved at the wheel rate of 40 m/s. Owing to the relative low cooling rate, the microstructure of the alloy droplet consist of primary *α*-Fe phase and lamellar pseudobinary eutectic. As the droplet diameter decreases, the primary *α*-Fe phase transforms from dendrite to equiaxed grain and the pseudobinary lamellar eutectic is refined.

KEY WORDS Fe-Al-Nb ternary alloy, rapid solidification, microstructure, cooling rate, eutectic

液态金属的快速凝固作为一种典型的超常规条件下的非平衡凝固行为已经成为材料科学领域的重要研究课题[1~7]。快速凝固是采用高冷速或大过冷的方法实现相变的快速进行，获得的合金(包括非晶态和亚稳态合金)具有比常规凝固合金更为优异的应用性能[8~14]。单辊急冷技术作为实现高冷却速率的一种有效途径，使得液态熔体在凝固过程中远远偏离平衡

态，生成相的生长方式、微观组织形态等出现新的规律，对新型材料的发展和相关理论研究具有重要意义。

Fe、Al 和 Nb 元素形成的高温合金能够提高 Fe-Al 系金属间化合物的综合性能，被认为是潜在的新型结构材料，已开展了一些相关研究[15~24]。$Fe_{64.5}Al_{26}Nb_{9.5}$ 合金在定向凝固条件下 Fe_3Al 和 $Nb(Fe, Al)_2$ 相的择优生长方向分别是<111>和<1120>[15]。Mota 等[16]采用定向凝固技术研究了 $Fe_{67.5}Al_{22.8}Nb_{9.7}$ 合金的组织演变规律，发现随着生长速率的增大，$Nb(Fe, Al)_2+\alpha$-Fe 共晶组织发生细化且形态发生层片状向纤维状的转变。Park 等[18]发现，具有超细共晶组织的 Fe-Al-Nb 合金相比于 Fe-Nb 合金力学性能更为优异，其中 α-Fe 相是强化相。Prymak 等[21]确定了 Fe-Al-Nb 合金相图在 1273、1443 和 1573 K 时的等温截面。Fe-Al-Nb 合金中的 $Nb(Fe, Al)_2$ 相稳定且尺寸小，能显著提高合金的高温屈服强度[22,23]。研究[24]表明，采用等离子体表面合金化技术向 Fe-Al 涂层材料中渗入 Nb 元素能改善其机械性能并提高材料的抗氧化性，这是因为含 Nb 金属间化合物的存在增加了 Fe-Al 涂层材料的表面硬度并使其耐磨性增强，而且改变了原有合金的微观结构，从而提高了材料的强度和韧性。Fe-Al-Nb 合金经 1073 K 退火加水淬热处理后强度提高，但退火温度大于 1023 K 时 $Nb(Fe, Al)_2$ 相发生粗化导致沉淀硬化作用减弱[19,25,26]。

目前，关于 Fe-Al-Nb 合金的快速凝固机制还不清楚，对于非平衡条件下该合金体系的凝固组织特征和应用性能的研究还不完善并缺乏深入研究[27,28]。Fe-Al-Nb 合金的相结构受到冷却速率和热处理等影响[27]，在大冷却速率下凝固组织特征变化并不清楚。Fe-Al-Nb 三元合金体系中 Al 含量大于 60% (原子分数)的富 Al 区内发生的相变较复杂且有些生成物是高温亚稳相，在快速凝固条件下会发生固态相变[28]，那么对于 Al 含量较少的 Fe-Al-Nb 合金的快速凝固过程有待进一步研究。因此，本工作选取 $Fe_{67.5}Al_{22.8}Nb_{9.7}$ 三元合金作为研究对象，利用单辊急冷技术实现了该合金的快速凝固，通过分析凝固组织的演变规律从而揭示快速凝固机制。

1 实验方法

$Fe_{67.5}Al_{22.8}Nb_{9.7}$ 母合金样品由纯度为 99.999% Fe，99.999% Al 和 99.99% Nb，采用超高真空电弧炉在高纯 Ar 气保护下熔炼而成，每个样品的质量约为 3 g。实验时，将母合金样品装入底部开有直径为 1~1.5 mm 喷嘴的直径 16 mm×150 mm 石英试管中，然后将试管安装在单辊设备的 Cu 辊轮正上方约 1~2 mm 的位置。抽真空至 5×10^{-5} Pa，再反充高纯 Ar 气作为保护气体。采用高频感应熔炼装置加热样品至液相线温度以上 100~300 K 后保温一段时间。随后向试管内充入高纯 Ar 气，使得合金熔体从试管底喷嘴流向高速旋转的 Cu 辊表面，

从而快速凝固成合金条带或颗粒。通过调节 Cu 辊面的线速度(10~40 m/s)控制合金熔体的冷却速率。

实验结束后，将母合金、合金条带和颗粒进行镶嵌和抛光。采用 D/max 2500V 型 X 射线衍射仪(XRD)进行成分分析，采用 Phenom Pro 型台式扫描电子显微镜(SEM)对样品凝固组织特征进行分析。利用 Image-Pro Plus 软件测定凝固组织中一定数量的共晶层片间距和晶粒直径尺寸后取均值确定共晶层片间距和晶粒尺寸。

2 实验结果与分析

2.1 合金条带的冷却速率计算

通过热分析确定了 $Fe_{67.5}Al_{22.8}Nb_{9.7}$ 合金的液相线温度为 1663 K[29]。$Fe_{67.5}Al_{22.8}Nb_{9.7}$ 合金样品的 XRD 谱如图 1 所示。可以看出，该合金由 $Nb(Fe, Al)_2$ 相和 α-Fe 相组成。在单辊急冷实验中，随着辊速 V_r 的不断增大，得到的合金条带的厚度逐渐减小，测量获得两者的变化关系如图 2 所示。当 V_r 从 10 m/s 增大至 40 m/s 时，合金条带厚度 h 由 67.70 μm 减小到 4.69 μm，h 与 V_r 之间的变化关系满足如下关系式：

$$h = -3.47 + 148.04\exp(-0.073V_r) \quad (1)$$

辊速的变化引起合金条带冷却速率的改变，同样影响合金条带厚度：增大辊速时，落在辊面上的合金熔体受到的剪切力随之增大，则合金熔体在辊面上的黏附力下降，从而使薄带厚度逐渐减小。

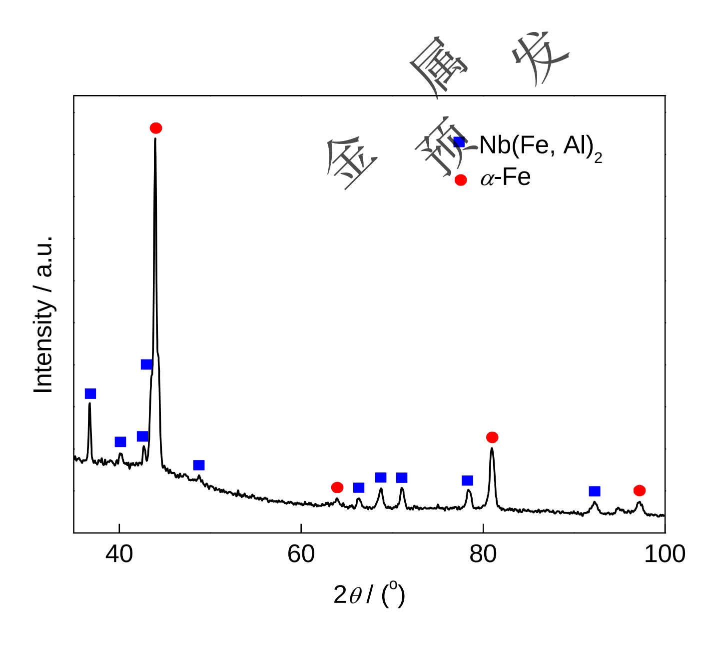


图 1 $Fe_{67.5}Al_{22.8}Nb_{9.7}$ 三元合金常规凝固样品的 XRD 谱

Fig.1 XRD spectrum of $Fe_{67.5}Al_{22.8}Nb_{9.7}$ ternary alloy

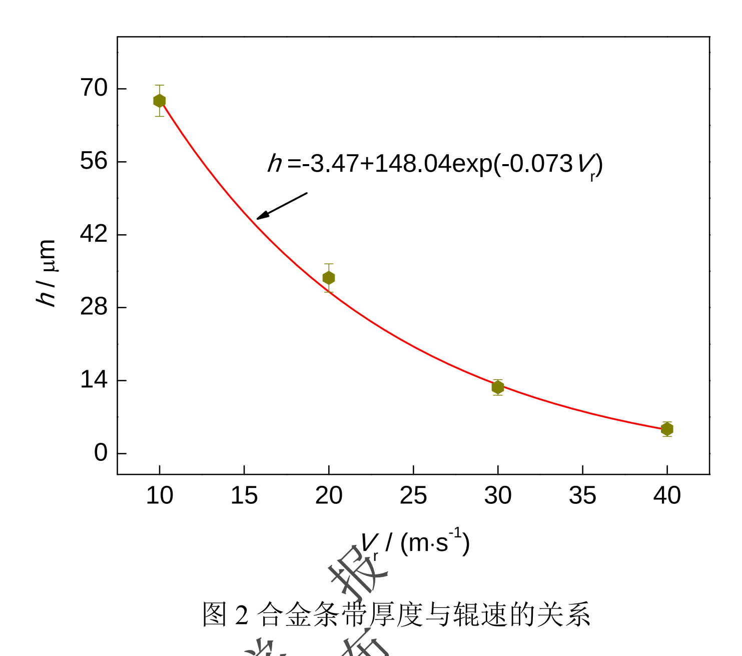


图 2 合金条带厚度与辊速的关系

Fig.2 Ribbons thickness h versus wheel speed V_r

单辊急冷条件下的快速凝固可以使合金熔体获得非常大的冷却速率，从而实现合金熔体在短时间内形核并长大，获得组织细小、均匀的微晶材料，同样可用于非晶的制备。由于急冷条件下实现对合金熔体温度的实时测量存在较大难度，因此将 Navier-Stokes 方程、连续性方程和热传导方程相耦合，建立复相合金的二维传热与熔体流动数值模型[30]，进而理论计算了辊速分别为 10、20、30 和 40 m/s 下合金条带的冷却速率，结果如图 3 所示。图 3a 为不同辊速下过热 200 K 时 $Fe_{67.5}Al_{22.8}Nb_{9.7}$ 合金熔体温度随时间的变化。可以看出，经过 Cu 辊的冷却作用，合金温度先急剧下降至 1662 K，这段时间为合金熔体保持液相的时间。随后由于结晶潜热的大量释放，使温度下降变缓，直至合金凝固完成，该时间段为合金的快速凝固时间。最后温度降低有所加快，为凝固后的快速冷却阶段。随着辊速的增大，合金熔体降温所需的时间越短，根据合金熔体降温过程的温度曲线计算出不同辊速下合金的平均冷却速率，如图 3b 所示。当 V_r 从 10 m/s 增大到 40 m/s 时，冷却速率 R_c 从 1.24×10^6 K/s 增大至 9.53×10^6 K/s，且二者满足关系式：

$$R_c = 1.556\times10^5 + 5.263\times10^5 \exp 0.072V_r \quad (2)$$

由于冷却速率随辊速的增大而不断增大，冷却速率又是影响合金凝固组织特征的重要因素，故不同辊速下的合金凝固组织也随之发生变化。

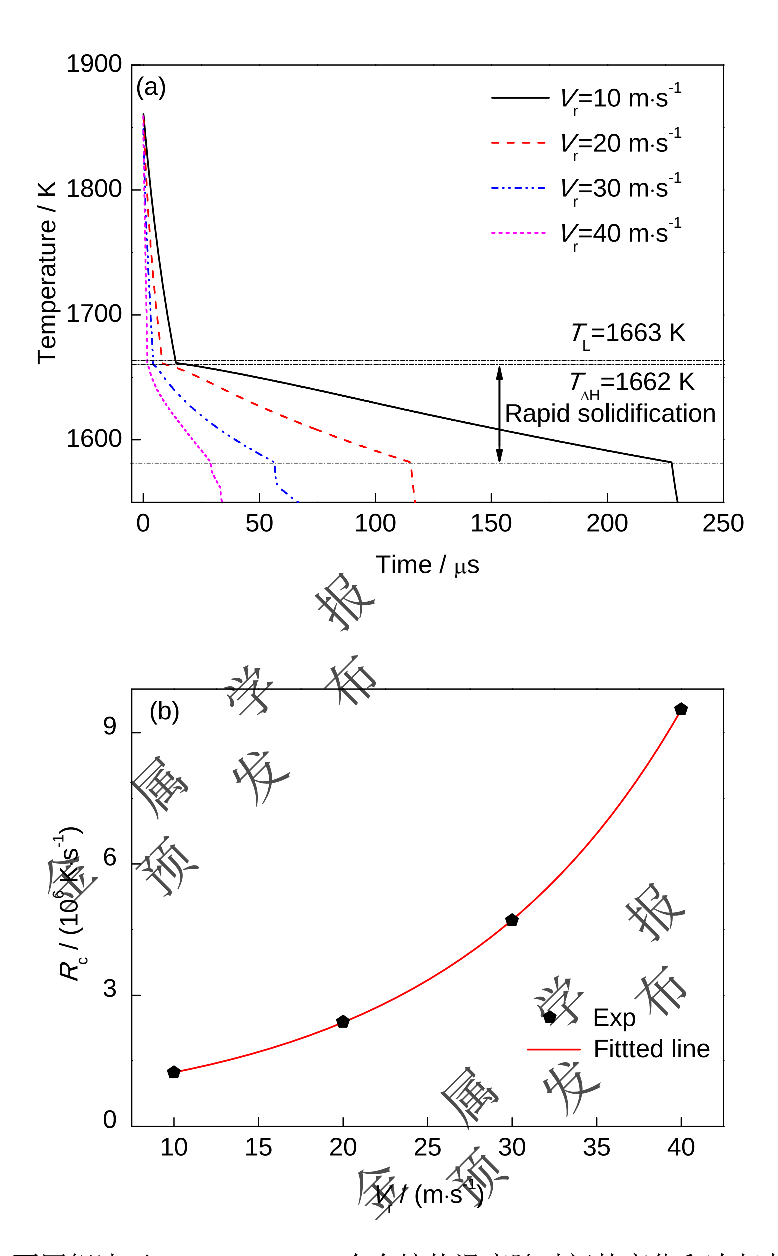


图 3 不同辊速下 $Fe_{67.5}Al_{22.8}Nb_{9.7}$ 合金熔体温度随时间的变化和冷却曲线

Fig.3 Temperature variation of $Fe_{67.5}Al_{22.8}Nb_{9.7}$ alloy at different V_r (a) and cooling curve of the alloy (b) (T_L—liquidus temperature, $T_{\Delta H}$—temperature of releasing crystallization heat, R_c—cooling rate)

2.2 合金条带的快速凝固组织演变规律

辊速的大小影响了合金条带的冷却速率和厚度，从而使得凝固组织结构发生显著变化，图 4 为不同辊速下 $Fe_{67.5}Al_{22.8}Nb_{9.7}$ 三元合金条带的凝固组织，其中黑色相为 α-Fe 相，白色相为 $Nb(Fe, Al)_2$ 相。当 V_r=10、20 和 30 m/s 时，近辊面和自由面的组织特征有很大差异，沿条带厚度方向凝固组织大致分为 2 个区域：近自由面环境散热形成的 I 区和近辊面经 Cu 辊急冷形成的 II 区。

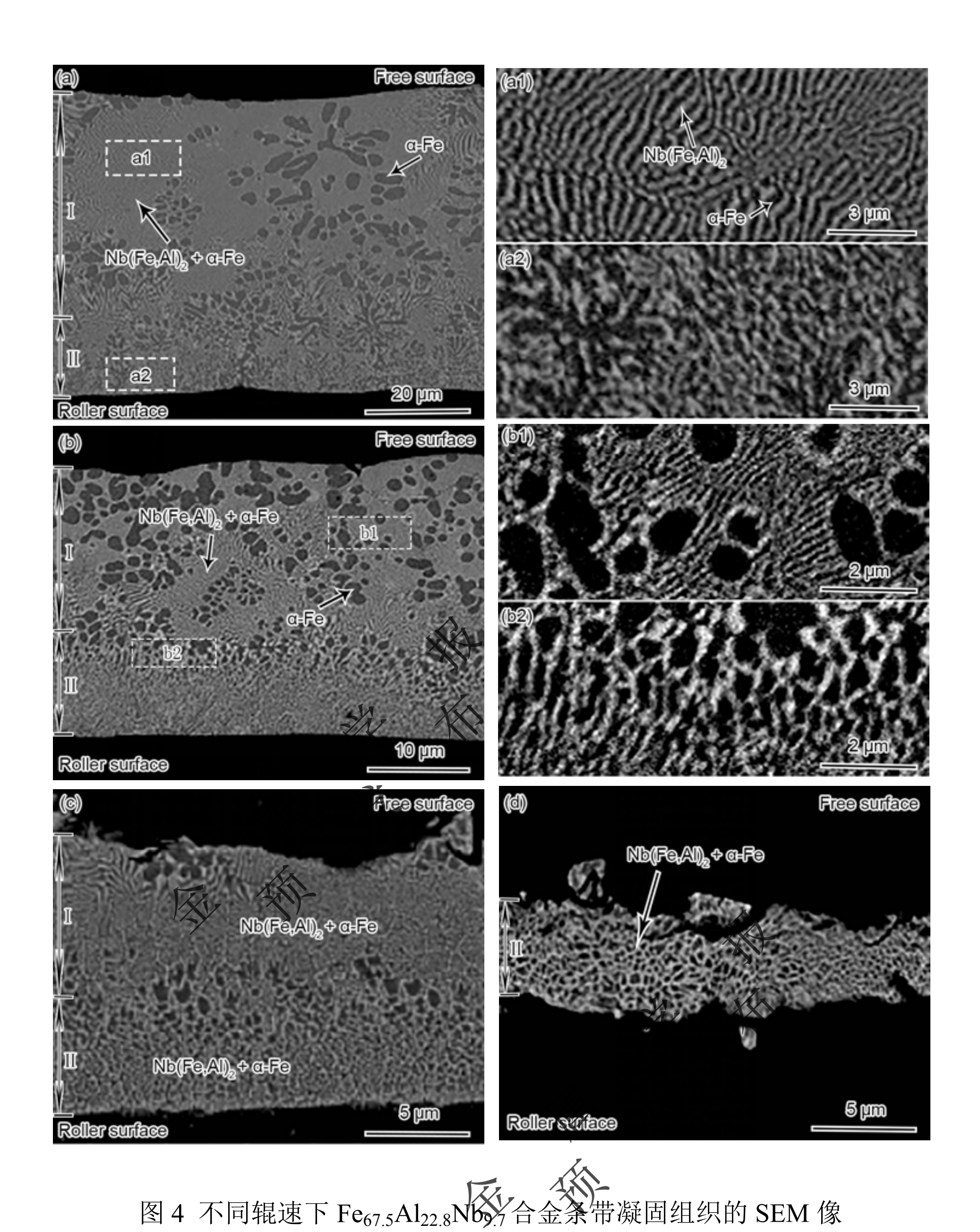


图 4 不同辊速下 $Fe_{67.5}Al_{22.8}Nb_{9.7}$ 合金条带凝固组织的 SEM 像

Fig.4 SEM images of $Fe_{67.5}Al_{22.8}Nb_{9.7}$ alloy ribbon at V_r=10 m/s (a, a1, a2), V_r=20 m/s (b, b1, b2), V_r=30 m/s (c) and V_r=40 m/s (d)

当 V_r=10 m/s 时，合金条带的冷却速率为 1.24×10^6 K/s，厚度为 67.7 0 μm。I 区中初生 α-Fe 相以树枝晶和等轴晶 2 种形式存在，由于在快速凝固过程中合金熔体释放大量的结晶潜热而使部分枝晶发生熔断形成等轴晶。初生相周围形成规则的层片共晶，平均层片间距 λ 为 0.341 μm，如图 4a1 所示。图 4a 中 II 区厚度占整个条带厚度比例 f_d 如表 1 所示，V_r=10 m/s 时 f_d=18%。凝固组织由不规则共晶组成，如图 4a2 所示。该区因受到 Cu 辊的激冷作用，合金熔体迅速形核后来不及长大就开始凝固，形成细小的凝固组织。当 V_r 增大到 20 m/s 时，合金条带的冷却速率为 2.39×10^6 K/s，厚度为 33.70 μm。冷却速率的增大使得 I 区的凝固组织中初生 α-Fe

相全部为等轴晶，晶粒尺寸减小为 0.60~2.71 μm，层片共晶组织出现细化，λ 减小为 0.178 μm，如图 4b1 所示。II 区形成的不规则共晶逐渐细化，晶粒尺寸为 0.33~0.61 μm。条带厚度的缩小减弱了沿厚度方向热阻的影响，使得 II 区所占厚度比增大为 32%。I、II 区临界区域组织是 II 区细小晶粒沿 Cu 辊外法线方向择优生长的结果，形成有一定方向性的组织，如图 4b2 所示。当 V_r 继续增大至 30 m/s 时，合金条带的冷却速率为 4.71×10^6 K/s，厚度为 12.70 μm。I 区和 II 区的凝固组织均显著细化，如图 4c 所示。冷却速率的增大及条带厚度进一步减小使合金熔体受 Cu 辊的激冷作用加剧，I 区中 α-Fe 与 $Nb(Fe, Al)_2$ 相之间的形核与生长竞争更为激烈从而使 α-Fe 相无法优先形核，最终形成由碎断层片共晶组成的晶粒团，λ 为 0.121 μm，且边缘部分因远离 Cu 辊冷却速率减小而有所粗化。II 区厚度所占比例继续增大至 47%，不规则共晶中 α-Fe 相细化成微小的颗粒，尺寸仅为 0.20~0.45 μm，与 $Nb(Fe, Al)_2$ 相交织在一起。

表 1 不同辊速下凝固组织特征参数

Table 1 Microstructural parameters of the alloy ribbons at different wheel speeds

V_r / (m·s^{-1})	f_d / %	λ / μm
10	18	0.341
20	32	0.178
30	47	0.121
40	100	—

Note: f_d—thickness ratio of region II in Fig.4, λ—lamellar spacing

当 V_r=40 m/s 时，合金条带的冷却速率增大为 9.53×10^6 K/s，条带厚度仅为 4.69 μm。由于条带厚度极薄且冷却速率非常大，合金熔体在 Cu 辊急冷作用下经过极短的时间迅速完成凝固，整个条带完全由 II 区组成，形成不规则共晶，其中 2 个共晶相呈椭球状，如图 4d 所示。与 V_r=30 m/s 时条带的 II 区相比，不规则共晶稍显粗化，晶粒尺寸为 0.17~0.58 μm，凝固组织更为均匀，整体得到细化。

V_r=40 m/s 时，除了形成少量厚度为 4.69 μm 的规则条带，还获得厚度为 52.34~79.87 μm 的鱼骨状条带和直径介于 90~1500 μm 的合金颗粒，如图 5 所示。在该辊速下，合金熔体到达辊面时，由于受到的剪切力足够大致使部分合金熔体形成鱼骨状条带，由于其厚度较大导致获得的实际冷却速率变小，凝固组织由尺寸较大的 α-Fe 枝晶和 α-Fe+$Nb(Fe, Al)_2$ 层片共晶组成，相对薄的区域且靠近辊面处的凝固组织为不规则共晶。有的合金熔体甚至被迅速甩出并分散成液滴，通过环境散热凝固后形成不同尺寸的颗粒。



图 5 V_r=40 m/s 时形成的 $Fe_{67.5}Al_{22.8}Nb_{9.7}$ 合金鱼骨状条带和颗粒

Fig.5 Fishbone-like ribbons and droplets at V_r=40 m/s

2.3 合金液滴的凝固组织形成

图 6 是 V_r 为 40 m/s 时获得的不同尺寸 $Fe_{67.5}Al_{22.8}Nb_{9.7}$ 合金液滴的 SEM 像。可以看出，液滴直径 D 为 1045 μm 液滴的凝固组织由初生 α-Fe 枝晶和 α-Fe+$Nb(Fe, Al)_2$ 共晶组织构成，如图 6a 所示。从图 6b 可以看出，α-Fe 相和 $Nb(Fe, Al)_2$ 相协同生长，形成规则的层片状共晶组织。当 D 减小至 95 μm 时，初生 α-Fe 相由树枝晶转变为块状晶，共晶组织仍为规则的层片状，两者尺寸均明显细化，如图 6c 和 d 所示。这说明尺寸小的液滴冷却速率相对较快，液滴中的初生 α-Fe 相形核后来不及长大成树枝晶就开始凝固形成了类椭球状。

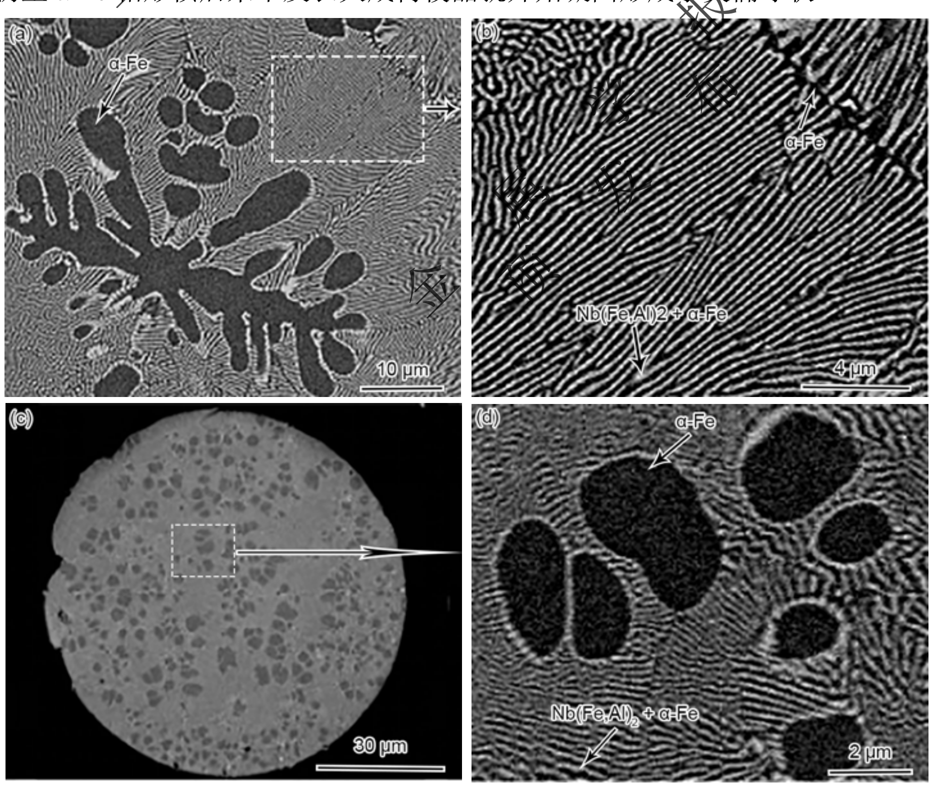


图 6 不同尺寸 $Fe_{67.5}Al_{22.8}Nb_{9.7}$ 合金液滴凝固组织的 SEM 像

Fig.6 Low (a, c) and locally high (b, d) magnified SEM images of $Fe_{67.5}Al_{22.8}Nb_{9.7}$ alloy droplets with droplet diameters D of 1045 μm (a, b) and 95 μm (c, d)

液滴中共晶层片间距随液滴直径的变化关系如图 7 所示。二者满足如下线性关系式：

$$\lambda = 0.146 + 2.270\times10^{-4} D \tag{3}$$

可见，随着液滴直径的减小，合金液滴的冷却速率增大，从而引起共晶组织生长速率加快，层片间距逐渐缩小，组织发生细化。

V_r=40 m/s 时，忽略实验中获得的合金液滴内部温度梯度的前提下，采用 Newton 冷却模型[31]计算出不同直径合金液滴的冷却速率。对于直径为 95 和 1045 μm 的液滴，其冷却速率分别为 7.99×10^4 和 972 K/s。可以看出，V_r=40 m/s 条件下直径最小的合金液滴的冷却速率与 V_r=10 m/s 条件下形成的合金条带的冷却速率相比，前者要低 2 个数量级。这很好地解释了合金液滴微观组织为初生 α-Fe 相和层片共晶，而合金条带微观组织在大冷却速率下形成不规则共晶的现象。

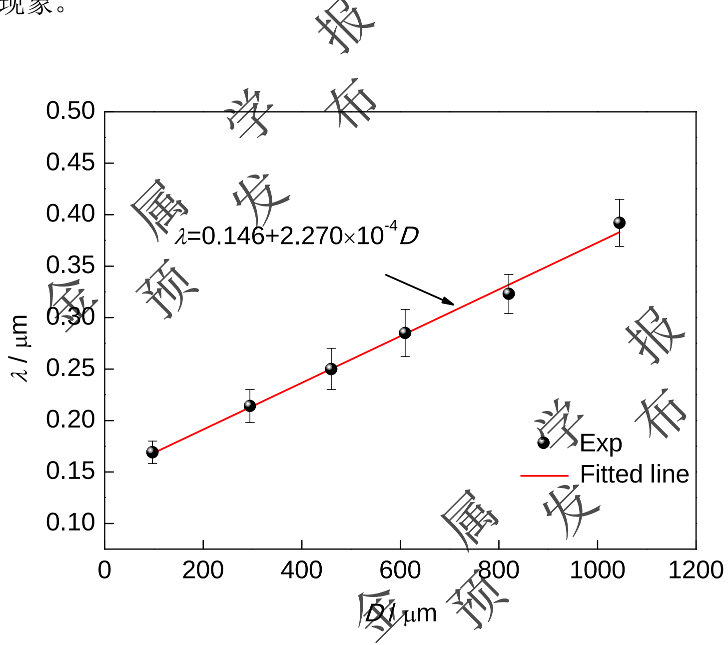


图 7 $Fe_{67.5}Al_{22.8}Nb_{9.7}$ 合金液滴中共晶层片间距与粒径的关系

Fig.7 Eutectic lamellar spacing versus droplet diameter

3 结论

(1) $Fe_{67.5}Al_{22.8}Nb_{9.7}$ 三元合金的凝固组织均由 $Nb(Fe, Al)_2$ 和 α-Fe 组成。当辊速从 10 m/s 增大到 40 m/s 时，急冷条件下合金条带厚度从 67.70 μm 减小至 4.69 μm，其冷却速率从 1.24×10^6 K/s 增大到 9.53×10^6 K/s。

(2) 辊速为 10、20 和 30 m/s 时，沿条带厚度方向凝固组织形成 2 个区域。随着辊速的增大，近自由面 I 区凝固组织中初生 α-Fe 枝晶先转变为细小等轴晶直至消失，层片共晶逐渐转变为碎断层片；近辊面 II 区所占条带厚度比例逐渐增大，形成的不规则共晶逐渐细化。辊速达到 40 m/s 时形成的合金条带完全由 II 区不规则共晶组成。

(3) 辊速为 40 m/s 时，除了形成规则条带外还生成鱼骨状条带和直径介于 90~1500 μm 的合金液滴。直径为 90 μm 的合金液滴冷却速率为 7.99×10^4 K/s，比合金条带的最小冷却速率要小 2 个数量级，因此合金液滴的凝固组织由初生 α-Fe 相和层片共晶组成，无法形成不规则共晶。随着液滴直径减小，初生 α-Fe 相由粗大树枝晶转变为尺寸较小的块状晶，层片共晶不断细化。

参考文献

[1] Galenko P K, Abramova E V, Jou D, et al. Solute trapping in rapid solidification of a binary dilute system: a phase-field study [J]. Phys. Rev., 2011, 84E: 041143

[2] Kim Y W. Microstructures and mechanical properties of rapidly solidified Mg-Al-Zn-MM alloys [J]. J. Mater. Sci. Technol., 2008, 24: 89

[3] Arai Y, Emi T, Fredriksson H, et al. *In-situ* observed dynamics of peritectic solidification and *δ*/*γ* transformation of Fe-3 to 5 At. pct Ni alloys [J]. Metall. Mater. Trans., 2005, 36A: 3065

[4] Ruan Y, Wang X J, Chang S Y. Two hardening mechanisms in high-level undercooled Al-Cu-Ge alloys [J]. Acta Mater., 2015, 91: 183

[5] Liu N, Liu F, Chen Z, et al. Liquid-phase separation in rapid solidification of undercooled Fe-Co-Cu melts [J]. J. Mater. Sci. Technol., 2012, 28: 622

[6] Wang H P, Chang J, Wei B. Measurement and calculation of surface tension for undercooled liquid nickel and its alloy [J]. J. Appl. Phys., 2009, 106: 033506

[7] Liu Z G, Chai L H, Chen Y Y, et al. Development of rapidly solidified titanium aluminide compounds [J]. Acta Metall. Sin., 2008, 44: 569

(刘志光, 柴丽华, 陈玉勇等. 快速凝固 TiAl 化合物的研究进展 [J]. 金属学报, 2008, 44: 569)

[8] Clopet C R, Cochrane R F, Mullis A M. Spasmodic growth during the rapid solidification of undercooled Ag-Cu eutectic melts [J]. Appl. Phys. Lett., 2013, 102: 031906

[9] Li H, Liang Y F, He R Q, et al. Ordered structure and mechanical properties of Fe-6.5%Si alloy fabricated by rapid quenching [J]. Acta Metall. Sin., 2013, 49: 1452

(李 慧, 梁永锋, 贺睿琦等. 快速凝固 Fe-6.5%Si 合金有序结构及力学性能研究 [J]. 金属学报, 2013, 49: 1452)

[10] Huang Q S, Liu L, Wei X X, et al. Solidification behaviors of undercooled Ni-P alloys [J]. Acta Phys. Sin., 2012, 61: 166401

(黄起森, 刘 礼, 韦修勋等. 过冷 Ni-P 合金的凝固行为 [J]. 物理学报, 2012, 61: 166401)

[11] Su J H, Ren F Z, Tian B H, et al. Aging strengthening in rapidly solidified Cu-Cr-Sn-Zn alloy [J]. J. Mater. Sci. Technol., 2009, 25: 230-232

[12] Ruan Y, Wei B B. Rapid solidification of undercooled Al-Cu-Si eutectic alloys [J]. Chin. Sci. Bull., 2009, 54: 53

(阮 莹, 魏炳波. 三元 Al-Cu-Si 共晶合金的深过冷与快速凝固 [J]. 科学通报, 2008, 53: 2716

[13] Zhang M, Zhang L L, Pang S J, et al. Research and application of rapid-solidified Mg-Zn binary ribbons in landfill leachate treatment [J]. J. Alloys Compd., 2014, 615(Suppl. 1): S595

[14] Wu W, Liu J H, Jiang C B, et al. Giant magnetostriction in Tb-doped $Fe_{83}Ga_{17}$ melt-spun ribbons [J]. Appl. Phys. Lett., 2013, 103: 262403

[15] Milenkovic S, Palm M. Microstructure and mechanical properties of directionally solidified Fe-Al-Nb eutectic [J]. Intermetallics, 2008, 16: 1212

[16] Mota M A, Coelho A A, Bejarano J M Z, et al. Fe-Al-Nb phase diagram investigation and directional growth of the $(Fe, Al)_2Nb$-$(Fe, Al, Nb)_{ss}$ eutectic system [J]. J. Alloys Compd., 2005, 399: 196

[17] Mota M A, Coelho A A, Bejarano J M Z, et al. Directional growth and characterization of Fe-Al-Nb eutectic alloys [J]. J. Cryst. Growth, 1999, 198-199: 850

[18] Park J M, Kim K B, Kim W T, et al. High strength ultrafine eutectic Fe-Nb-Al composites with enhanced plasticity [J]. Intermetallics, 2008, 16: 642

[19] Morris D G, Requejo L M, Muñoz-Morris M A. Age hardening in some Fe-Al-Nb alloys [J]. Scr. Mater., 2006, 54: 393

[20] Morris D G, Muñoz-Morris M A, Requejo L M, et al. Strengthening at high temperatures by precipitates in Fe-Al-Nb alloys [J]. Intermetallics, 2006, 14: 1204

[21] Prymak O, Stein F. Solidification and high-temperature phase equilibria in the Fe-Al-rich part of the Fe-Al-Nb system [J]. Intermetallics, 2010, 18: 1322

[22] Stein F, Schneider A, Frommeyer G. Flow stress anomaly and order-disorder transitions in Fe_3Al-based Fe-Al-Ti-*X* alloys with *X*=V, Cr, Nb, or Mo [J]. Intermetallics, 2003, 11: 71

[23] Morris D G, Muñoz-Morris M A, Baudin C. The high-temperature strength of some Fe_3Al alloys [J]. Acta Mater., 2004, 52: 2827

[24] Yang H Q, Yao Z J, Luo X X, et al. Effect of Nb addition on structure and mechanical

properties of FeAl coating [J]. Surf. Coat. Technol., 2015, 270: 221

[25] Morris D G, Muñoz-Morris M A, Baudin C. The high-temperature strength of some Fe_3Al alloys [J]. Acta Mater., 2004, 52: 2827

[26] Morris D G, Requejo L M, Muñoz-Morris M A. A study of precipitation in DO_3 ordered Fe-Al-Nb alloy [J]. Intermetallics, 2005, 13: 862

[27] Drensler S, Mardare C C, Milenkovic S, et al. Selective dissolution in AlFeNb alloys [J]. Phys. Status Solidi, 2012, 209A: 854

[28] Stein F, He C, Prymak O, et al. Phase equilibria in the Fe-Al-Nb system: solidification behaviour, liquidus surface and isothermal sections [J]. Intermetallics, 2015, 59: 43

[29] Ruan Y, Gu Q Q, Lü P, et al. Rapid eutectic growth and applied performances of Fe-Al-Nb alloy solidified under electromagnetic levitation condition [J]. Mater. Des., 2016, 112: 239

[30] Xu J F, Wei B B. Liquid phase flow and microstructure formation during rapid solidification [J]. Acta Phys. Sin., 2004, 53: 1909

(徐锦锋，魏炳波．急冷快速凝固过程中液相流动与组织形成的相关规律 [J]．物理学报，2004, 53: 1909)

[31] Tkatch V I, Denisenko S N, Beloshov O N. Direct measurements of the cooling rates in the single roller rapid solidification technique [J]. Acta Meter., 1997, 45: 2821

